

Corr. to US 6,605,166 B2

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C21D 8/06

C22C 38/00 C22C 38/04

C22C 38/30

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 01800818.6

[43] 公开日 2002 年 8 月 28 日

[11] 公开号 CN 1366555A

[22] 申请日 2001.4.5 [21] 申请号 01800818.6

[30] 优先权

[32] 2000.4.7 [33] JP [31] 2000-107006

[32] 2001.3.22 [33] JP [31] 2001-83281

[86] 国际申请 PCT/JP01/02971 2001.4.5

[87] 国际公布 WO01/79567 日 2001.10.25

[85] 进入国家阶段日期 2001.12.4

[71] 申请人 株式会社神户制钢所

地址 日本兵库县

共同申请人 本田技研工业株式会社

株式会社佐贺铁工所

[72] 发明人 小池精一 高岛光男 筑山胜浩

並村裕一 茨木信彦

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司

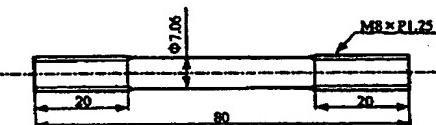
代理人 李 悅

权利要求书 1 页 说明书 15 页 附图页数 3 页

[54] 发明名称 一种耐延迟断裂和耐松弛性能优异的高强度螺栓的制备方法

[57] 摘要

本发明公开一种除了具有 1200N/mm² 或更高的抗张强度外还具有优异的延迟断裂抗性和应力松弛抗性的高强度螺栓。用于制备该高强度螺栓的钢材包括 C:0.50 - 1.0% (质量) (后面简写为 "%") , Si:0.5% 或更低 (不包括 0%) , Mn:0.2 - 1% , P:0.03% 或更低 (包括 0%) 和 S:0.03% 或更低 (包括 0%)。该钢材具有总量低于 20% 的先共析铁素体、先共析渗碳体、贝氏体和马氏体结构及余量的珠光体结构。高强度螺栓的生产方法是将钢材重 (severe) 拉丝得到钢丝, 通过冷墩将钢丝制成螺栓形状, 和将成型钢丝在 100 - 400°C 下进行发蓝处理。



I S S N 1 0 0 8 - 4 2 7 4

知识产权出版社出版

BEST AVAILABLE COPY

权 利 要 求 书

1、一种制备具有优异的延迟断裂抗性和应力松弛抗性的高强度螺栓
5 的方法，该方法包括如下步骤：

制备钢材，该钢材包括 C: 0.50-1.0%(质量)(后面简写为“%”)，Si:
0.5%或更低(不包括 0%)，Mn: 0.2-1%，P: 0.03%或更低(包括 0%)和 S:
0.03%或更低(包括 0%)，并且具有总量低于 20%的先共析铁素体结构、
先共析渗碳体结构、贝氏体结构和马氏体结构，余量为珠光体结构；

10 将钢材重拉丝得到钢丝；

通过冷墩将钢丝制成螺栓形状；和

将成型钢丝在 100-400 °C 下进行发蓝处理，以制备除了具有
1200N/mm² 或更高的抗张强度外还具有优异的延迟断裂抗性和应力松弛
抗性的高强度螺栓。

15 2、根据权利要求 1 所述的制备高强度螺栓的方法，其中钢材中还包括 Cr: 0.5%或更低(不包括 0%)和/或 Co: 0.5%或更低(不包括 0%)。

3、根据权利要求 1 或 2 所述的制备高强度螺栓的方法，其中钢材中
还包括一种或多种选自 Mo、V 和 Nb 的元素，其总含量是 0.3%或更低(不
包括 0%)。

一种耐延迟断裂和耐松弛性能优异的高强度螺栓的制备方法

5

技术领域

本发明涉及一种主要用在汽车上的高强度螺栓的制备方法。更具体地说，本发明涉及一种实用的制备除具有 1200N/mm^2 或更高的抗张强度(强度)外还具有延迟断裂抗性和应力松弛抗性性能优异的高强度螺栓的方法。

10

背景技术

以前用中碳合金钢(SCM435、SCM440、SCr440 等)作为生产一般高强度螺栓的钢，通过将其淬火硬化和回火处理使其具有所需强度。但是，如果将增强的大于 1200N/mm^2 的抗张强度施加在这种用在汽车及各种工业设备上的一般高强度螺栓上，很可能在这种高强度螺栓中产生延迟断裂。因此，这种高强度螺栓的适用条件受到限制。

延迟断裂分为两种，一种是在没有腐蚀的环境中产生的，另一种是在腐蚀性环境中产生的。据说造成延迟断裂的因素错综复杂，因此难以确定主要因素。公知的抑制延迟断裂的控制因素有回火温度、钢的微结构、钢的硬度、钢的晶粒大小、各种合金元素的含量等。

目前还没有找到抑制延迟断裂的有效方法。现在提出的各种方法只不过是一种反复试验的方法。

日本未审公开专利 60-114551、2-267243、3-243745 等公开了一些改进延迟断裂抗性的技术。在这些技术中，通过调节各种主要合金元素的含量得到具有优异延迟断裂抗性的用于高强度螺栓的钢材，其抗张强度是 1400N/mm^2 或更高。但是，这些技术不能完全消除产生延迟断裂的可能性。因此，用上述钢材制成的高强度螺栓的应用性是极其有限的。

另一方面，在高温下使用的固定螺栓(包括上述高强度螺栓)的另外一个问题是当其在使用时其屈服应力比降低，产生其紧固强度下降的现象。

这种现象称为松驰(应力松驰)。具体来说，当不是淬火和回火钢的贝氏体钢、珠光体钢等用于螺栓时，得到的螺栓对这种现象的抗性很差(即，差的应力松驰抗性)。这种现象可能使螺栓拉伸，这将不能使螺栓保持其最初的紧固强度。因此，例如当螺栓用于和汽车发动机相关的用途时，螺栓必须具有令人满意的高松驰抗性能力。但是，传统上对高强度螺栓的松驰抗性能力不予考虑。

本发明的目的是解决上述问题，以提供一种实用的制备除了具有令人满意程度的 1200N/mm^2 或更高的抗张强度外还具有优异的延迟断裂抗性和应力松驰抗性的高强度螺栓的方法。

10

发明公开

本发明的目的是提供一种制备具有优异的延迟断裂抗性和应力松驰抗性的高强度螺栓的方法。该方法包括如下步骤：制备钢材；将钢材重(severe)拉丝得到钢丝；通过冷墩将钢丝制成螺栓形状；将型钢螺栓在 15 $100\text{-}400^\circ\text{C}$ 下进行发蓝处理。钢材包括 C: 0.50-1.0%(质量)(后面简写为“%”)，Si: 0.5%或更低(不包括 0%)，Mn: 0.2-1%，P: 0.03%或更低(包括 0%)和 S: 0.03%或更低(包括 0%)。并且其具有先共析铁素体、先共析渗碳体、贝氏体和马氏体结构。这些结构的总面积比低于 20%。其还具有平衡量的珠光体结构。用这种方法可以制备除了具有 1200N/mm^2 或更高的抗张强度外还具有优异的延迟断裂抗性和应力松驰抗性的高强度螺栓。

如果需要，该方法中使用的钢材中还包括(a)Cr: 0.5%或更低(不包括 0%)和/或 Co: 0.5%或更低(不包括 0%)，(b)选自于 Mo、V 和 Nb 等的一种或多种元素，其总含量是 0.3%或更低(不包括 0%)。

25

附图简述

图 1 示意性地示出在实施例中要进行延迟断裂试验的螺栓的形状；图 2 是示出贝氏体结构的显微照片；图 3 是示出先共析渗碳体结构的显微照片；图 4 是示出实施例 2 的六角头螺栓的照片；图 5 是示出实施例 2 30 的六角法兰头螺栓的照片。

本发明的最佳实施方案

本发明的发明人对传统的高强度螺栓的延迟断裂抗性差的原因进行了研究。结果发现：在传统方法中，延迟断裂抗性的改进有限，在这些
5 传统方法中，为了通过避免回火脆性、降低晶粒间偏析元素、降低晶粒大小等改进螺栓的延迟断裂抗性，用有回火马氏体结构的钢材制备螺栓。本发明的发明人深入研究后发现：用下述方法可以进一步改进延迟断裂抗性：1)制备含有预定珠光体结构的钢材和 2)用较高的拉丝率将钢材加工(拉丝)成有较高横截面积压缩比的钢丝(以后称之为“重加工”或“重
10 拉丝”)，使得到的螺栓的强度是 1200N/mm^2 或更高。

根据本发明，必须将具有下述条件的钢材重拉丝：具有先共析铁素体、先共析渗碳体、贝氏体和马氏体结构，这些结构的总面积低于该钢材的线材的全部横截面积的 20%，其还有平衡量的珠光体结构(即，珠光体面积比大于 80%)。对钢材结构进行这些限制的原因如下。

15 在上述结构中，当钢材中先共析铁素体和先共析渗碳体结构的比过大时，难以将钢材拉丝，因为沿着拉丝方向上产生了银。因此，不能进行这样的重拉丝，所以，不能得到强度是 1200N/mm^2 或更高的螺栓。另外，钢材需要有少量的先共析渗碳体和马氏体结构以防止拉丝过程中钢材的线材出现钢丝断裂。另外，它需要包括非常少量的贝氏体结构。这是因为与珠光体相比，加工(拉丝)很少能使贝氏体硬化，因此它也不会由于重拉丝而使钢的强度升高。
20

相反，珠光体结构的量必须尽可能地高。这是因为珠光体结构通过捕获每一晶粒中渗碳体和铁素体界面上的氢原子而有助于降低氢原子在晶界上的积聚。因此，通过减少先共析铁素体、先共析渗碳体、贝氏体和马氏体等结构中至少一种结构的量就可使这些结构的总面积比降至低
25 于 20%，从而使珠光体结构的面积比升高至大于 80%。得到的钢材具有优异的强度和延迟断裂抗性。珠光体结构的面积比优选是 90%或更大，更优选是 100%。

30 轧制或锻压的钢材(即没有进行拉丝的钢材)本身不具有制成螺栓形状的足够高的尺寸精度。另外，如果用这样的钢材生产高强度螺栓，得到

的螺栓不具有 1200N/mm^2 或更高的强度。因此，在本发明中，必须使轧制或锻压钢材进行拉丝处理。另外，这种拉丝能够将一部分珠光体结构中的渗碳体区域分散进更小的珠光体区域以提高其捕获氢原子的能力。
 另外，这种结构的晶粒会由于拉丝而沿着拉丝方向平展，从而防止裂纹
 5 扩大。这意味着：如果线材没有进行拉丝，裂纹会沿着基本上垂直于拉丝方向的晶界(晶粒之间的界面)扩大，然而，在拉丝后的线材中，这种平展的晶粒堵塞了裂纹扩大方向上的晶界，这就防止了裂纹扩大。

另一方面，本发明的发明人还从改进成品螺栓的松弛性的观点出发进行了研究，结果证明：对上述钢材进行重拉丝和为了将拉丝后的钢材
 10 制成预定的螺栓形状而进行冷墩后进行发蓝处理能够提高螺栓强度。这可极度改进得到的螺栓的松弛性能。换句话说，发蓝处理使 C 和 N 时效硬化，从而防止得到的螺栓发生塑性变形。这可达到提高螺栓强度和成品螺栓的屈服应力比的效果，同时，还可抑制螺栓在 $100\text{-}200^\circ\text{C}$ 下的热疲劳。为了达到这种效果，发蓝处理的温度必须在 $100\text{-}400^\circ\text{C}$ 的范围内。如
 15 果温度低于 100°C ，时效硬化不能令人满意。因此，增加的螺栓强度和屈服应力比太小，导致螺栓的松弛性能的改进不能令人满意。相反，如果发蓝处理的温度超过 400°C ，螺栓形状的钢材很可能软化，从而使螺栓强度急剧下降。

另外，为了达到上述效果，要求在上述温度范围内进行发蓝处理约 30
 20 分钟至 4 小时。在本发明中，为了将拉丝后的钢材制成预定的螺栓形状，将该钢材进行冷墩(锻压)。原因如下：冷墩比温墩或热墩(锻压)的生产成本低；而且，用热墩和温墩时，热量很可能使拉丝后的钢材软化，从而使拉丝后的珠光体结构无序，这样就达不到预定的强度。

用于生产本发明的高强度螺栓的钢材是有 $0.50\text{-}1.0\%$ C 的中碳钢或
 25 高碳钢。另外，这种钢材包括作为基本化学组成的 0.5% 或更低(不包括 0%)
 的 Si 和 0.2-1% 的 Mn。其还包括限量的 0.03% 或更低(包括 0%) 的 P 和 0.03%
 或更低的 S。对这些含量进行限制的原因将在下面分别进行说明。下面
 应当注意的是：为了区分“线材”和“钢丝”，把将钢材热加工得到的丝
 或棒及将钢材热加工然后热处理得到的丝或棒称为“线材”，把将线材冷
 30 加工(包括拉丝)得到的丝或棒称为“钢丝”。

C: 0.50-1.0%

C 是提高螺栓强度的一种有效而经济的元素。随着钢材中 C 含量的增加，成品螺栓的强度增加。为了得到具有目标强度的螺栓，用于生产螺栓的钢材需要含有 0.50% 或更高的 C。但是，当 C 含量大于 1.0% 时，先共析渗碳体的沉淀量很可能增加。这将极大地降低钢的韧性和展性，因此将损坏钢的可拉拔性。所以，C 含量的上限是 1.0%。C 含量的下限优选是 0.65%，更优选是 0.7%。另外，C 含量的上限优选是 0.9%，更优选是 0.85%。最优先使用共析钢。

Si: 0.5%或更低(不包括 0%)

Si 的作用是通过改进钢材的淬硬性来抑制先共析渗碳体的沉淀。Si 还有望作为脱氧剂。另外，Si 可以与铁氧体形成固溶体，显示出优异的固溶强化性能。随着钢材中 Si 含量的增加，Si 的这些作用会得到更好地改进。但是，Si 含量过大很可能降低钢丝的展性和冷墩性。从这种观点出发，Si 含量的上限优选是 0.1%，更优选是 0.05%。

Mn: 0.2-1%

Mn 可作为脱氧剂，还可以通过增加线材的淬硬性改进成品线材的横断面结构的均匀性。当 Mn 含量是 0.2% 或更高时，可以有效地产生 Mn 的这些作用。但是，Mn 含量过大时，很可能在 Mn 偏析部分中产生低温相变结构如马氏体和贝氏体。从而损坏钢的可拉拔性。因此，Mn 含量的上限是 1.0%。Mn 含量优选是约 0.40-0.70%，更优选是约 0.45-0.55%。

P: 0.03%或更低(包括 0%)

P 是很可能在晶界上偏析从而损坏成品螺栓的延迟断裂抗性的元素。因此，将 P 含量限制在 0.03% 或更低可以改进延迟断裂抗性。P 含量优选是 0.015% 或更低，更优选是 0.01% 或更低，进一步优选是 0.005% 或更低。

S: 0.03%或更低(包括 0%)

钢材中的 S 和 Mn 反应生成 MnS 部分。当施加有应力时，MnS 部分可能成为应力集中部分。因此，为了改进成品螺栓的延迟断裂抗性必须降低 S 含量。从这种观点出发，S 含量最好限制在 0.03% 或更低。S 含量优选是 0.015% 或更低，更优选是 0.01% 或更低，进一步优选是 0.005% 或更低。

在本发明的方法中，用作生产高强度螺栓原料的钢材基本上具有上述化学组成。如果需要，钢材中可以适当地有一些添加元素，例如(a) 0.5% 或更低(不包括 0%) 的 Cr 和/或 0.5% 或更低(不包括 0%) 的 Co，(b) 选自于 Mo、V 和 Nb 的一种或多种元素，其总含量是 0.3% 或更低(不包括 0%)。

5 对这些可根据需要添加的元素含量进行限制的原因如下。

Cr: 0.5% 或更低(不包括 0%) 和/或 Co: 0.5% 或更低(不包括 0%)

在有 Si 的情况下，Cr 和 Co 都有抑制先共析渗碳体沉淀的作用。因此，在用于生产本发明的高强度螺栓的钢材中加入它们特别有效，因为本发明是想通过减少先共析渗碳体来改进螺栓强度。随着 Cr 和/或 Co 含量的增加，这种作用越来越大。但是，当它们的含量大于 0.5% 时，这种作用不会再有提高。另外，这些元素含量大时，其成本是昂贵的。因此，它们的含量上限是 0.5%。Cr 和/或 Co 含量优选为 0.05-0.3%，更优选为 0.1-0.2%。

15 选自于 Mo、V 和 Nb 的一种或多种元素，其总含量是 0.3% 或更低(不包括 0%)

Mo、V 和 Nb 可分别产生有助于改进螺栓的延迟断裂抗性的微细氮化物和碳化物。另外，这些氮化物和碳化物还可以有效地使钢材晶粒更细。但是，这些元素的含量过大时，可能损坏螺栓的延迟断裂抗性和韧性。因此，这些元素的总含量确定为 0.3% 或更低，Mo、V 和 Nb 的总含量优选为 0.02-0.2%，更优选为 0.05-0.1%。

20 本发明使用的钢材具有上述化学组成。平衡量基本上由 Fe 组成。术语“基本上由 Fe 组成”指的是除 Fe 外可以包括一些少量组分(允许的一些组分)，其量不致于损坏螺栓的性能。允许的一些组分包括诸如 Cu、Ni、Al、Ca、B、Zr、Pb、Bi、Te、As、Sn、Sb 和 N 及不可避免的一些杂质如 O。

25 根据本发明，可以用各种方法调节用于生产螺栓的线材的结构。下面描述这些方法中典型的两种方法(i)和(ii)。这两种典型方法中的一种(方法(i))是通过下述步骤生产线材：1) 使用有上述化学组成的钢材，2) 将钢材进行热轧或热锻，热轧或热锻的终温是 800°C 或更高，和 3) 将热轧或热锻后的钢材以满足下式(1)的平均冷却速率 V(°C/秒)连续冷却直到钢材

温度达到 400°C，然后使之在空气中冷却。

$$166 \times (\text{钢丝直径: mm})^{-1.4} \leq V \leq 288 \times (\text{钢丝直径: mm})^{-1.4} \cdots (1)$$

用方法(i)得到的线材比普通的轧制钢材有更均匀的珠光体结构，因此，能够改进拉丝工艺前的线材强度。如果热轧或热锻的终温太低，不能令人满意地进行奥氏体化，因此不能得到均匀的珠光体结构。这就是为什么终温必须是 800°C 或更高的原因。该温度优选是 850-950°C，更优选是 850-900°C。

如果平均冷却速率 V 低于 $166 \times (\text{钢丝直径: mm})^{-1.4}$ ，线材不仅不能具有均匀的珠光体结构，而且易于在其中生成先共析铁素体和先共析渗碳体。相反，如果平均冷却速率 V 大于 $288 \times (\text{钢丝直径: mm})^{-1.4}$ ，则易于生成贝氏体和马氏体。

还可以通过下述步骤生产本发明的线材：1) 使用有上述化学组成的钢材，2) 将钢材加热到 800°C 或更高的温度，和 3) 将加热后的钢材迅速冷却到 500-650°C，然后使温度保持恒定，使其处于等温状态(铅淬处理)(方法(ii))。用该方法得到的线材比普通的轧制钢材有更均匀的珠光体结构，这能够改进拉丝工艺前的线材强度。

在方法(ii)中，钢材的加热温度必须是 800°C 或更高，其原因与方法(i)中热轧或热锻的终温必须是 800°C 或更高的原因一样。在铅淬处理工艺中，优先选用盐浴、铅、流化床等以尽可能高的冷却速率将加热后的线材迅速冷却。然后，为了得到均匀的珠光体结构，迅速冷却后的线材需要在约 500-650°C 的恒温下进行等温相变。等温相变的恒温范围优选是约 550-600°C。最优先的使线材进行等温相变的恒定温度是 T.T.T.图(时间-温度-相变曲线)中的珠光体前端附近的温度。

25 实施例

下述实施例用于进一步定义本发明，应当注意的是：这些实施例是用于说明本发明而不是用于限制本发明的保护范围的。

实施例 1

30 该实施例中使用的样品钢 A-O 分别具有表 1 所示的化学组成。在热

轧终温是约 930°C 的条件下将每一种样品钢热轧, 制成钢丝直径是 8-14mm Φ 的线材。用鼓风机以 4.2-12.4°C/秒(表 2)的平均冷却速率将线材冷却。然后将冷却后的线材拉丝直到钢丝直径达到 7.06mm Φ 或 5.25mm Φ (拉丝率: 57-75%), 得到钢丝。

5

表 1

样 品 钢	化学组成(质量%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	其它
A	0.46	0.20	0.54	0.005	0.003	0.029	0.004	0.0007	
B	0.59	0.19	0.53	0.006	0.004	0.030	0.005	0.0007	
C	0.85	0.27	0.76	0.014	0.011	0.052	0.005	0.0006	
D	0.98	0.21	0.54	0.006	0.004	0.032	0.005	0.0006	
E	1.09	0.20	0.53	0.005	0.003	0.003	0.005	0.0007	
F	0.83	0.89	0.75	0.015	0.004	0.036	0.006	0.0006	
G	0.82	0.20	0.12	0.005	0.004	0.030	0.006	0.0024	
H	0.80	0.21	1.19	0.005	0.003	0.031	0.005	0.0005	
I	0.82	0.25	0.74	0.010	0.006	0.026	0.004	0.0007	Cr:0.17
J	0.94	0.21	0.49	0.007	0.003	0.031	0.006	0.0006	Cr:0.32
K	0.95	0.20	0.75	0.005	0.003	0.030	0.009	0.0007	Co:0.49
L	0.84	0.19	0.75	0.005	0.004	0.029	0.004	0.0007	Mo:0.22
M	0.83	0.20	0.75	0.005	0.003	0.028	0.004	0.0006	V:0.21
N	0.82	0.20	0.74	0.006	0.004	0.030	0.007	0.0007	Nb:0.05
O	0.34	0.19	0.70	0.016	0.009	0.033	0.003	0.0009	Cr:0.95, Mo:0.18

用得到的各种钢丝制成如图 1 所示的双头螺栓, 其型号是 M8×P1.25(图 1(a), 用钢丝直径为 7.06mm Φ 的钢丝制成)或 M6×P1.0(图 1(b), 10 用钢丝直径为 5.25mm Φ 的钢丝制成)。用双头螺栓进行延迟断裂抗性试验。按照下述步骤进行延迟断裂抗性试验: 1) 将螺栓在酸(15%HCl)中浸

泡 30 分钟；2)用水洗涤，然后干燥；3)在空气中对螺栓施加应力(施加的应力等于抗张强度的 90%)100 小时；和 4)检查螺栓是否有断裂以评价螺栓的延迟断裂抗性。另外，用下面的方法分别确定出钢丝横断面中的先共析铁素体、先共析渗碳体、贝氏体、马氏体和珠光体的结构部分，然后计算出这些结构部分各自的面积比。为了对比，将样品钢 O 调质得到表 2 所示的回火马氏体。用调质钢制成的双头螺栓作为对比样，然后和其它样品钢一样进行延迟断裂抗性试验。

(确定结构)

在每一种样品中，分别嵌入线材和钢丝的横断面。将每一个横断面抛光，然后在 5% 的苦味酸的醇溶液中浸泡 15-30 秒以腐蚀横断面。然后用扫描电子显微镜(SEM)在距每一个线材或钢丝横断面的边线 D/4(D：直径)的距离内观察环形区域内的结构。对 $\times 1000-3000$ 的 5-10 个视场进行拍照，可以确定出珠光体结构部分。然后用图像分析仪器得到上述钢结构各自的面积比。至于难以与珠光体结构区分的贝氏体和先共析渗碳体结构，图 2(钢结构的显微照片)所示的结构可以确定为贝氏体结构，图 3(钢结构的显微照片)所示的结构可以确定为先共析渗碳体结构。先共析铁素体和先共析渗碳体的结构趋向于沿着原始奥氏体的晶界沉淀。马氏体趋向于成簇沉淀。

另外，用各种上述的钢丝，通过冷墩制成长六角头螺栓和六角法兰头螺栓。观察制成的螺栓头以检查在冷墩加工过程中是否有裂纹产生。

表 2 示出了各种线材和钢丝的结构及平均冷却速率。表 3 示出了延迟断裂抗性试验结果和螺栓头中是否有裂纹及拉丝条件和机械性能。在延迟断裂抗性试验中，用每一种样品钢制成的 10 个螺栓进行试验。如果同一样品钢制成的 10 个螺栓都没有断裂，则确定该螺栓具有良好的延迟断裂抗性(用符号“O”表示)。相反，如果同一样品钢制成的 10 个螺栓中至少有一个断裂，则认为该螺栓的延迟断裂抗性不能令人满意(用符号“X”表示)。

这些结果表明：根据本发明，可以将钢丝冷墩得到高强度螺栓，并且不产生任何裂纹。这清楚地表明可以得到具有优异延迟断裂抗性的六角头螺栓和六角法兰头螺栓。

01.12.04

表2

样品钢	试验序号	初始直径 (mm)	平均冷却速 率(℃/秒)	先共析铁素体 的面积比(%)	先共析渗碳体 的面积比(%)	贝氏体的 面积比(%)	马氏体的 面积比(%)	珠光体的面 积比(%)	标注**
A	1	14.0	5.5	35	0	0	0	0	65 对比样
B	2	14.0	6.1	15	0	0	0	0	85 样品
C	3	14.0	6.2	15	0	0	0	0	85 样品
C	4	11.0	8.8	10	0	0	0	0	90 样品
C	5	8.0	12.5	10	0	0	0	0	90 样品
D	6	11.0	8.5	0	10	0	0	0	90 样品
E	7	11.0	8.6	0	35	0	0	0	65 对比样
F	8	8.0	10.5	10	0	0	0	0	90 对比样
G	9	11.0	8.5	10	0	0	0	0	90 对比样
H	10	11.0	8.6	0	0	10	25	65 对比样	
I	11	10.5	8.5	10	0	0	0	0	90 样品
I	12	8.0	10.5	10	0	0	0	0	90 样品
J	13	11.0	8.6	0	5	0	0	0	95 样品
K	14	11.0	8.5	0	5	0	0	0	95 样品
L	15	11.0	8.6	5	0	0	0	0	95 样品
M	16	11.0	8.5	5	0	0	0	0	95 样品
N	17	11.0	8.5	10	0	0	0	0	90 样品
O	18	11.0							- 对比样

880℃×30分钟→Q, 460℃×90分钟→WC
100%的回火马氏体结构

**: 注明是本发明的样品还是对比样

表 3

试验序号	初始钢丝直 径(mm)	初始强度 (N/mm ²)	最终钢丝直 径(mm)	最终强度 (N/mm ²)	拉丝率(%)	可拉拔性 性	延迟断裂抗 性	冷墩螺栓头		标注**
								六角头	六角法兰	
1	14.0	688	7.06	1124	75	强度不够	-	-	-	对比样
2	14.0	821	7.06	1245	75	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
3	14.0	1072	7.06	1654	75	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
4	11.0	1153	7.06	1533	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
5	8.0	1261	5.25	1375	57	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
6	11.0	1227	7.06	1663	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
7	11.0	1685	7.06	*		断裂	-	-	-	对比样
8	8.0	1343	5.25	1687	57	优秀	○	出现裂纹	出现裂纹	对比样
9	11.0	1052	7.06	*		断裂	-	-	-	对比样
10	11.0	1387	7.06	*		断裂	-	-	-	对比样
11	10.5	1153	5.25	1694	75	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
12	8.0	1201	5.25	1550	57	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
13	11.0	1255	7.06	1674	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
14	11.0	1230	7.06	1653	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
15	11.0	1152	7.06	1527	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
16	11.0	1148	7.06	1519	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
17	11.0	1145	7.06	1512	59	优秀	○	没有裂纹	样品	样品
18	11.0	-	7.06	1318	-	-	×	-	-	对比样

*: 因为钢丝的断裂使得拉丝不能进行。

**: 注明是本发明的样品还是对比样

实施例 2

该实施例中使用表 1 所示的样品钢 C 和 I。将每一种样品钢热轧，制成钢丝直径是 8 或 10.5mm Φ 的线材，然后进行铅淬处理。在铅淬处理中，
5 将样品钢加热到 940°C，然后在 510-610°C 的恒温下进行等温相变 4 分钟。然后将得到的钢材(线材)拉丝直到钢丝直径达到 7.06mm Φ 或 5.25mm Φ (拉丝率：57-75%)，得到钢丝。

用得到的各种钢丝制成双头螺栓，其型号是 M8×P1.25(用钢丝直径为 7.06mm Φ 的钢丝制成)或 M6×P1.0(用钢丝直径为 5.25mm Φ 的钢丝制
10 成)。用与实施例 1 同样的方法对双头螺栓进行延迟断裂抗性试验。

另外，用各种上述的钢丝，通过冷墩制成六角头螺栓和六角法兰头螺栓。观察制成的螺栓头以检查在冷墩加工过程中是否有裂纹产生。

表 4 示出了各种线材和钢丝的结构及平均冷却速率。表 5 示出了延
15 迟断裂抗性试验结果和螺栓头中是否有裂纹及拉丝条件和机械性能。

这些结果表明：根据本发明，可以将钢丝冷墩得到高强度螺栓，并且不产生任何裂纹。这清楚地表明可以得到具有优异延迟断裂抗性的六角头螺栓和六角法兰头螺栓。

表 4

样品钢	试验序号	初始直径 (mm)	恒定温度(℃)	先共析铁素体 的面积比(%)	先共析渗碳体 的面积比(%)	贝氏体的 面积比(%)	马氏体的 面积比(%)	珠光体的面 积比(%)	标注**
C	19	8.0	510	5	0	0	0	95	样品
I	20	10.5	610	5	0	0	0	95	样品
I	21	10.5	610	5	0	0	0	95	样品
I	22	8.0	525	5	0	0	0	95	样品

**：注明是本发明的样品还是对比样

5

试验序号	初始钢丝直 径(mm)	初始强度 (N/mm ²)	最终钢丝直 径(mm)	最终强度 (N/mm ²)	拉丝率(%)	可拉拔性 性	延迟断裂抗 性	冷墩螺栓头 六角头	冷墩螺栓头 六角法兰	标注**
19	8.0	1275	5.25	1645	57	优秀	0	没有裂纹	没有裂纹	样品
20	10.5	1145	7.06	1546	55	优秀	0	没有裂纹	没有裂纹	样品
21	10.5	1145	5.25	1696	75	优秀	0	没有裂纹	没有裂纹	样品
22	8.0	1292	5.25	1622	57	优秀	0	没有裂纹	没有裂纹	样品

**：注明是本发明的样品还是对比样

实施例 3

用表 3 和 5 中所示的试验序号是 11、12、19 和 22 的钢丝(拉丝得到的钢丝直径为 5.25mm ϕ 的钢丝)进行松驰试验。根据用于钢筋混凝土的硬拉钢丝的 JIS G3538 进行松驰试验。试验温度不是常温而是 130°C 的高温，这是为了比较钢丝在高温下的应力松驰抗性性能。

测定施加在上述各种没有进行处理或进行发蓝处理的钢丝上使其产生 0.2% 永久伸长的载荷(屈服应力)。然后在适当隔开的位置处将所有的钢丝夹紧，开始施加的载荷等于造成 0.2% 伸长的载荷的 80%。在夹持空间中使钢丝保持 10 小时，测定钢丝受到的载荷大小。这种 10 小时松驰试验后的应力确定为松驰应力。

表 6 示出了试验结果和各自的加工方法、机械性能和试验条件(开始施加的载荷)。这些结果表明：发蓝处理后的钢丝具有增加的抗张强度和 0.2% 的屈服应力，并且能保持高的松驰应力。

表 6

试验序号	加工方法	抗张强度 (N/mm ²)	0.2%的屈服应力, (N/mm ²)	载荷 (N/mm ²)	松驰应力 (N/mm ²)	标注**
11	只拉丝	1694	1264	1011	911	对比样
11A	拉丝→200 °C发蓝	1798	1761	1409	1195	样品
11B	拉丝→300 °C发蓝	1782	1631	1305	1165	样品
12	只拉丝	1550	1201	961	866	对比样
12A	拉丝→200 °C发蓝	1673	1642	1314	1156	样品
12B	拉丝→300 °C发蓝	1664	1618	1294	1164	样品
19	只拉丝	1645	1250	1000	901	对比样
19A	拉丝→200 °C发蓝	1770	1681	1345	1177	样品
19B	拉丝→300 °C发蓝	1760	1671	1337	1196	样品
22	只拉丝	1622	1246	997	898	对比样
22A	拉丝→200 °C发蓝	1738	1656	1325	1159	样品
22B	拉丝→300 °C发蓝	1726	1547	1238	1105	样品

**: 注明是本发明的样品还是对比样

5 工业实用性

如上所述, 本发明能够提供一种除了具有 1200N/mm² 的高抗张强度外还具有优异的延迟断裂抗性和应力松弛抗性的高强度螺栓。

01-10-04

说 明 书 附 图

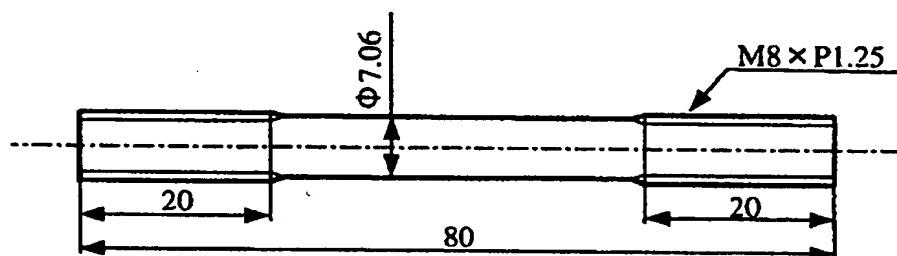


图 1A

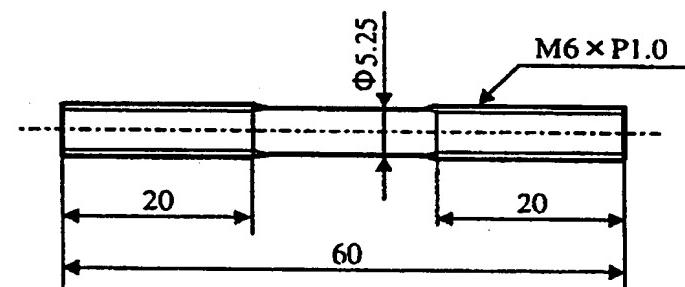


图 1B

BEST AVAILABLE COPY

01-12-04

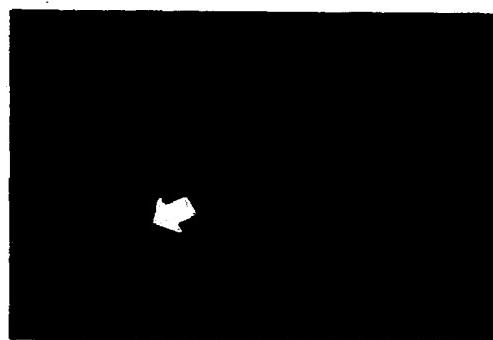


图 2

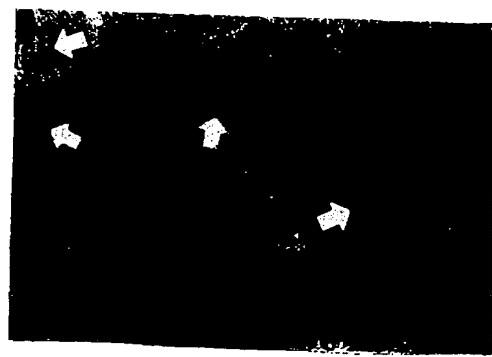


图 3

BEST AVAILABLE COPY

01-12-04

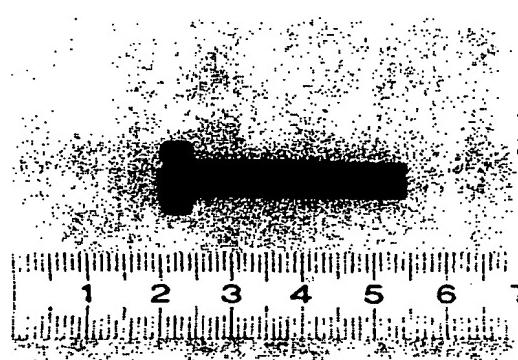


图 4

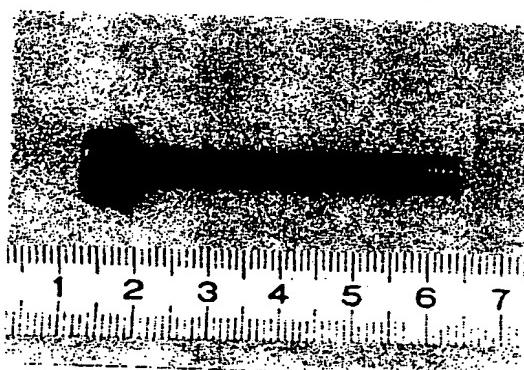


图 5

BEST AVAILABLE COPY